

***А. Г. Илларионов¹, Н. А. Баранникова^{1*}, Ф. В. Водолазский¹,
Я. И. Космацкий², Е. А. Филяева³***

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России

Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

²ОАО «РосНИТИ», г. Челябинск

³ООО «ТМК НТЦ», г. Челябинск

**n.a.barannikova@yandex.ru*

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ТВЕРДОСТЬ ГОРЯЧЕДЕФОРМИРОВАННОЙ ЗАГОТОВКИ ИЗ СПЛАВА Ti–3Al–2,5V

Исследованы макро-, микроструктура, фазовый состав темплета, вырезанного из горячедеформированной заготовки диаметром 195 мм из титанового сплава Ti–3Al–2,5V. Рассмотрено изменение твердости по Виккерсу по поперечному сечению заготовки. Полученные результаты сопоставлены с имеющимися литературными данными по сплаву.

Ключевые слова: титановый сплав Ti–3Al–2,5V, горячая деформация, свойства, макроструктура, микроструктура, твердость по Виккерсу.

***A. G. Illarionov, N. A. Barannikova, F. V. Vodolazskii., Ya. I. Kosmatskii,
E. A. Filyaeva***

STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND HARDNESS OF THE HOT-WORKED BILLET FROM Ti–3Al–2,5V ALLOY

The study of the macro- and microstructure, phase composition of the template from the hot-worked billet with a diameter of 195 mm from alloy Ti–3Al–2,5V. The article reviewed a gradient of the Vickers through the cross-section. The obtained results are compared with available literary data about the alloy.

Keywords: titanium alloy Ti–3Al–2.5V, hot deformation, phase composition, macrostructure, microstructure, Vickers.

Используемый в ходе исследования псевдо- α -титановый сплав Ti–3Al–2,5V обладает высокой коррозионной стойкостью во многих средах, включая морскую воду и преимущественно применяется для производства труб, используемых в нефтедобывающих комплексах [1]. Получение заданных свойств в конечной трубной заготовке во-многом зависит от качества исходного горячедеформированного полуфабриката.

Целью данной работы является анализ макро-, микроструктуры, фазового состава и дюрометрических характеристик

горячедеформированной заготовки, используемой для получения бесшовных труб из сплава Ti-3Al-2,5V.

В качестве материала для исследования был взят темплет из сплава Ti-3Al-2,5V, представляющий сегмент (1/3 часть круга) горячедеформированной заготовки диаметром 195 мм, полученной на ПАО «Корпорация ВСПО-АВИСМА».

Макроанализ структуры проводили визуально на поперечном сечении представленного темплета. Подготовку поверхности темплета под макроанализ осуществляли с использованием многофункционального автоматического шлифовально-полировального комплекса Buehler EcoMet 250 Pro. Макротравление проводили в 15 % растворе HF [2].

Исследование микроструктуры проводилось на микроскопе «OLYMPUS GX51». Рентгеноструктурный фазовый анализ был проведен на установке «Bruker D8 Advance» в медном K α -излучении с помощью позиционночувствительного детектора LynxEye.

Измерения твердости по Виккерсу (ГОСТ 6507–1 2007) осуществляли на универсальном твердомере Zwick/Roell ZHU type 6187-5 LKV при нагрузке 100 кг (980,7 Н). Замер твердости проводился от центра к поверхности в трех направлениях по радиусу с отступом 5 мм от внешнего края темплета справа и слева и по биссектрисе угла между этими радиусами.

Сопоставление макроструктуры темплета в поперечном сечении с 10-ти балльной шкалой макроструктуры титановых сплавов [2] показало, что по всему сечению структура хорошо проработана и имеет балл промежуточный между 2-м и 3-м. Размер макрозерна составляет 300–600 мкм. Каких-либо структурных неоднородностей и макродефектов на поверхности темплета не обнаружено.

На рис. 1 представлены места уколов при измерении твердости по Виккерсу на поперечном сечении темплета.

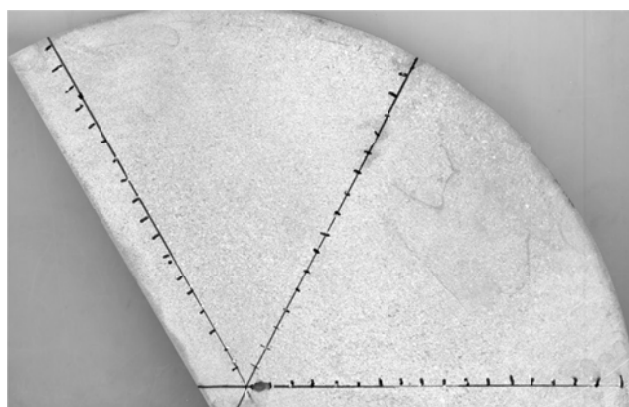


Рис. 1. Места измерения твердости на поперечном сечении темплета

Анализ данных по твердости не дал какой-либо четкой зависимости значений твердости по Виккерсу от положения отпечатков вдоль радиуса темплета (рис. 2). В тоже время использование линейной аппроксимации полученных средних значений по трем направлениям измерения, одинаково удаленных от центра темплета (линия на рис. 2) показало, что имеется незначительная тенденция к росту твердости от центра темплета к его поверхности в пределах 2 ед. HV. Это не противоречит литературным данным [3] о получении более высоких значений твердости при увеличении скорости охлаждения с температуры деформации сплава Ti–3Al–2,5V, а скорость охлаждения максимальна на поверхности заготовки и уменьшается к его центру.

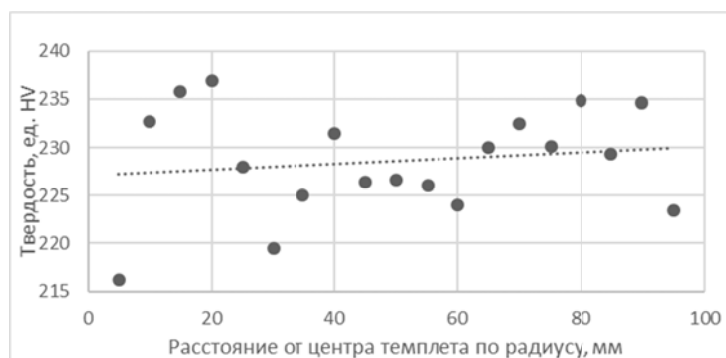


Рис. 2. Изменение твердости средних значений по трем измерениям в разных направлениях от центра к периферии темплета

Общий анализ полученных значений твердости показал, что среднее и медианное значение практически совпадают и составляют 229 HV. В целом, значения твердости по Виккерсу, полученные на темплете, укладываются в диапазон значений, которые характерны для сплава Ti–3Al–2,5V согласно данных справочника [3, с. 271–272,] и ближе к нижней его границе, что как раз характерно для горячедеформированного состояния.

Для определения фазового состава сплава в горячедеформированном состоянии проведено рентгеноструктурное исследование – полученная дифрактограмма приведена на рис. 3. На дифрактограмме присутствуют интенсивные линии от α -фазы и слабые линии от β -твердого раствора, что свидетельствует о двухфазном ($\alpha+\beta$)-состоянии сплава. Количественная оценка объемной доли фаз по методу Ритвельда [4] показала, что соотношение фаз примерно 95 % α и 5 % β , а это характерно для псевдо- α -сплавов в достаточно равновесном состоянии [2]. Периоды решеток фаз составили: β -фазы – $a = 0,3213$ нм; α -фазы – $a = 0,2938$ нм; $c = 0,4676$ нм, параметр $c/a = 1,591$. Значение параметра c/a несколько выше, чем у чистого титана (1,587), что является следствием легирования сплава алюминием, повышающего данный параметр [5].

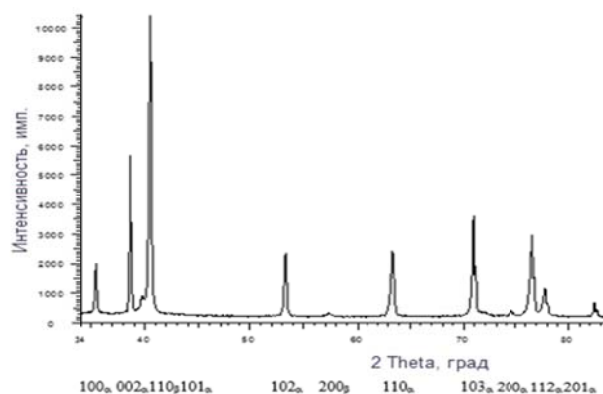


Рис. 3. Дифрактограмма с горячедеформированной заготовкой (внизу подписаны соответствующие пикам линии α , β -фаз)

Анализ микроструктуры горячедеформированной заготовки показал, что структура сходна по всему сечению и в поперечном сечении представляет собой относительно равноосные зерна превращенной β -фазы, которые может окаймлять частично раздробленная α -оторочка (рис. 4, *а*). Внутри β -зерна формируются колонии из достаточно крупных α -пластин с преимущественно тонкими β -прослойками. α -пластины в колониях частично изогнуты и фрагментированы, что свидетельствует об окончании горячей деформации в двухфазной ($\alpha+\beta$)-области. Отличительной особенностью микроструктуры в продольном сечении от поперечного является вытянутость зерен превращенной β -фазы вдоль оси заготовки (рис. 4, *б*). При этом отношение продольного размера зерна к поперечному составляет не менее 5–6-ти. Из этого можно заключить, что и степень укова заготовки была значительной и составляла не менее этих значений.

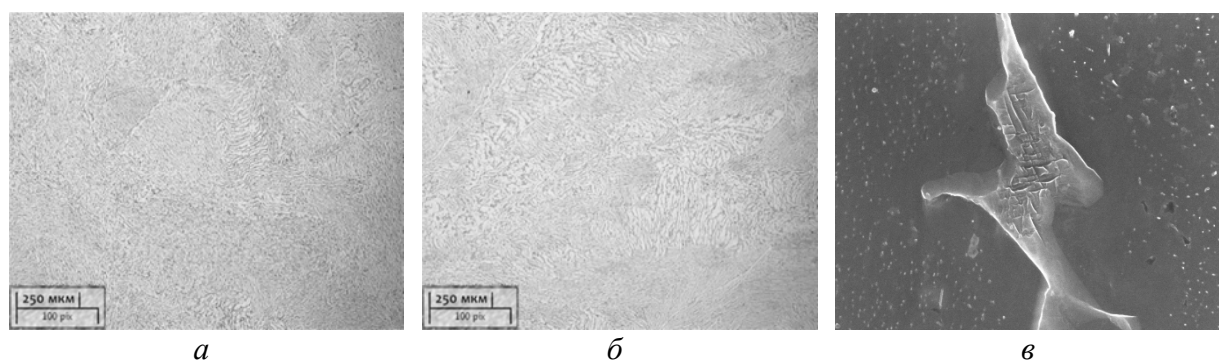


Рис. 4. Микроструктура сплава TI-3AL-2,5V на $\frac{1}{2}$ радиуса:
а – поперечное сечение темплета, *б* – продольное сечение темплета,
в – структура с низкотемпературным распадом в β -прослойках

Полученные данные рентгенографического и микроструктурного анализа в сопоставлении с термокинетической диаграммой сплава

Ti-3Al-2,5V, приведенной в справочнике [3], позволяют заключить, что в ходе горячей деформации и при последующем охлаждении заготовки на воздухе происходит распад β -твердого раствора с образованием α -колоний и сохранением β -фазы в виде прослоек при достаточно высоких температурах (свыше 800 °С) без образования мартенситных фаз. В тоже время из-за достаточно крупного сечения заготовки охлаждение на воздухе было достаточно медленное и в широких β -прослойках зафиксирован распад с образованием дисперсной α -фазы при более низкой температуре (рис. 4, в).

На основании проделанной работы сделаны следующие выводы:

4. Макроструктура горячедеформированной заготовки из сплава Ti-3Al-2,5V по сечению достаточно однородная и соответствует 2–3 баллу 10-ти балльной шкалы макроструктур титановых сплавов с размером макрозерна 300–600 мкм. Степень укова заготовки составила не менее 5–6-ти.
5. Среднее значение твердости в заготовке составило 229 HV, что характерно для горячедеформированного сплава Ti-3Al-2,5V.
6. Количественная оценка объемной доли фаз по данным РСФА по методу Ритвельда показала, что в заготовке примерно 95 % α и 5 % β и это соответствует состоянию близкому к равновесному в псевдо- α -сплавах.
7. Микроструктурный анализ сплава Ti-3Al-2,5V показал, что процесс горячей деформации заготовки заканчивался в двухфазной α + β -области и это привело к формированию при охлаждении на воздухе пакетов изогнутых крупных пластин α -фазы с тонкими β -прослойками, образующихся в области высоких температур (800 °С и выше). В относительно широких β -прослойках зафиксировано присутствие дисперсных частиц α -фазы, формирующихся в области более низких температур из-за замедленного охлаждения крупногабаритной заготовки.

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Экспериментальное определение температурных параметров для оценки возможности изготовления горячепрессованных труб из сплава Ti-3Al-2,5V / А. Г. Илларионов [и др.] // Металлург. 2016. № 9. С. 83–87.
- 2 Глазунов С. Г. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / С. Г. Глазунов, Б. А. Колачев. Москва : Металлургия, 1980. 464 с.
- 3 Boyer R. Materials Properties Handbook: Titanium Alloys / R. Boyer, G. Welsch, E. W. Collings. ASM International. 1994. 1176 p.
- 4 Rietveld H. M. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures / H. M. Rietveld // Journal of Applied Crystallography. 1969. № 2. P. 65–71.
- 5 Цвиккер У. Титан и его сплавы / У. Цвиккер Москва : Мир, 1979. 512 с.